

М. В. Майсурадзе*, Е. В. Антаков, А. А. Куклина, М. А. Рыжков

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*m.v.maisuradze@urfu.ru

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Проведен анализ термокинетических диаграмм, построенных с использованием высокоскоростного dilatометра. Исследована микроструктура сталей, формирующаяся при непрерывном охлаждении. Определено влияние легирования на устойчивость переохлажденного аустенита, а также установлена зависимость твердости стали от скорости охлаждения и химического состава.

Ключевые слова: сталь, dilatометрия, микроструктура, твердость, термокинетическая диаграмма.

M. V. Maisuradze, E. V. Antakov, A. A. Kuklina, M. A. Ryzhkov

MICROSTRUCTURE FORMATION DURING THE CONTINUOUS COOLING OF ENGINEERING STEELS

The analysis of CCT diagrams plotted using a high-speed dilatometer is carried out. The microstructure of steels formed under continuous cooling is investigated. The influence of alloying on the hardenability of steels is determined and the dependence of the hardness of steel on the cooling rate and chemical composition is obtained.

Key words: steel, dilatometry, microstructure, hardness, CCT diagram.

Термокинетические диаграммы, приведенные в справочниках [1, 2], в основном построены с использованием методов и приборов, не обладающих высокой точностью и надежностью. Вследствие этого справочные данные могут существенно отличаться от реальных процессов, протекающих в сталях. Кроме того, за последние десятилетия значительно изменилась и технология производства стали (использование конвертеров, дуговых сталеплавильных печей, современных методов внепечной обработки стали и пр.), что также способствует изменению физических и термодинамических факторов, отвечающих за развитие превращений в сталях [3]. Вследствие этого актуальным

является изучение превращений переохлажденного аустенита в современных конструкционных и машиностроительных сталях дилатометрическим методом.

Исследовано 16 промышленных и экспериментальных составов машиностроительных сталей разных систем легирования: Cr–Ni–Mo (20X2H2MA, 20X2H4A, 25X2H4MA, 38XH3MA, 38XH3MФА, 30XH3MA); Cr–Mn–Mo (25XГМА, 38XГМА, 40XГМА, 40XГМР); Cr–Mn–Si–Ni–Mo (25Г2С2Н2МА, 20X2Г2СНМА, 20X2ГСН2МА, 30X2ГСН2ВМ, 30XГСН2А, 20XГ2НМА). Дилатометрическое исследование проводилось с использованием цилиндрических образцов диаметром 3,0–4,0 мм и длиной 10,0 мм на дилатометре Linseis L78 «R. I. T. A.». Диапазон реализованных постоянных скоростей охлаждения от температуры аустенитизации составляет 0,025–70 °С/с. Микроструктура сталей исследовалась при помощи оптических микроскопов МЕИИ IM7200, Altami МЕТ-1М. Измерение твердости дилатометрических образцов производилось на приборе Роквелла. На каждом образце производилось не менее трех измерений твердости.

Анализ термокинетических диаграмм и микроструктуры низкоуглеродистых Cr–Ni–Mo сталей показал, что наиболее сильно на устойчивость переохлажденного аустенита к диффузионному и бейнитному превращениям влияют углерод и хром: при содержании углерода 0,24 % и молибдена 0,32 % в стали марки 25X2H4MA, области диффузионного превращения в диапазоне скоростей охлаждения 0,1–30 °С/с не наблюдается, а полностью мартенситная структура формируется при охлаждении со скоростью 1 °С/с. Варьирование химического состава в среднеуглеродистых Cr–Ni–Mo сталях марки 38XH3MA, 38XH3MФА, 30XH3MA не оказало значимого влияния на температурно-временные границы областей превращения аустенита. Различие заключалось лишь в количественном соотношении бейнита и мартенсита, образующихся при одинаковых скоростях охлаждения. В стали марки 38XH3MA формировалось наибольшее количество бейнита, а в стали 30XH3MA — наименьшее.

Установлено, что в среднеуглеродистой Cr–Mn–Mo стали марки 38XГМА диффузионные продукты превращения переохлажденного аустенита формируются в интервале скоростей охлаждения 0,1–3,0 °С/с, а бейнитное превращение реализуется при скорости охлаждения более 1,0 °С/с. С увеличением содержания углерода (0,37–0,43 мас. %), хрома (0,81–0,97 мас. %) и марганца (0,64–0,91 мас. %) в стали 40XГМА температурно-временные интервалы превращений переохлажденного аустенита сместились в область более низких скоростей охлаждения: об-

ласть диффузионного превращения 0,1–0,3 °С/с, область бейнитного превращения 0,1–10 °С/с. Введение в сталь 40ХГМР бора до 0,004 мас. % привело к значительному повышению устойчивости переохлажденного аустенита: в исследуемом диапазоне скоростей охлаждения ферритоперлитная смесь не формируется, а бейнитная структура образуется при скоростях охлаждения 0,1–3,0 °С/с.

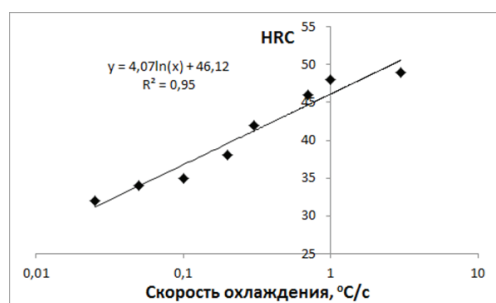
Показано, что одновременное введение в низкоуглеродистую сталь 20Х2Г2СНМА хрома (2,35 мас. %), марганца (1,99 мас. %), кремния (1,03 мас. %), никеля (1,17 мас. %) и молибдена (0,34 мас. %) позволило получить максимальную устойчивость переохлажденного аустенита: в данной стали полностью мартенситная структура формируется при скорости охлаждения 0,1 °С/с.

Для каждой исследуемой марки стали была определена зависимость твердости от скорости охлаждения, которая имеет вид логарифмической функции (рис. 1),

$$\text{HRC} = k \cdot \ln(v_{\text{охл}}) + h_1, \quad (1)$$

где HRC — твердость стали; k , h_1 — коэффициенты уравнения; $v_{\text{охл}}$ — скорость охлаждения, °С/с. Коэффициент k соответствует наклону зависимости твердости от скорости охлаждения в логарифмических координатах, коэффициент h_1 соответствует твердости стали при скорости охлаждения 1 °С/с. Коэффициент детерминации R^2 для всех исследуемых сталей составляет 0,85–0,99.

а



б

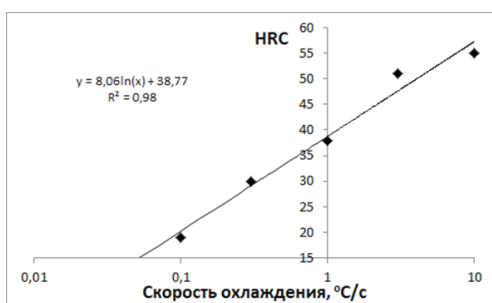


Рис. 1. Зависимость твердости стали от скорости охлаждения:

а — 25Г2С2Н2МА; *б* — 40ХГМА

Регрессионный анализ полученных данных позволил определить выражения, связывающие коэффициенты k и h_1 логарифмического уравнения (1) с химическим составом сталей, мас. %:

$$k = 6,01 + 13,83C - 0,74Cr - 2,74Mn + \\ + 1,33Si - 1,13Ni - 2,78Mo - 1,57W; \quad (2)$$

$$h_1 = -12,69 + 89,71C + 2,62Cr + 8,34Mn + \\ + 4,61Si + 6,73Ni + 17,45Mo. \quad (3)$$

Коэффициенты детерминации между расчетными и экспериментальными значениями коэффициентов k и h_1 составляют 0,95 и 0,87 соответственно.

Из анализа уравнений (2) и (3) следует, что наибольшее влияние на коэффициенты k и h_1 оказывает содержание углерода, а наименьшее — содержание хрома. При этом увеличение содержания любого легирующего элемента, входящего в уравнение (3), приводит к повышению значения коэффициента h_1 . Это связано с тем, что все легирующие элементы, учтенные при анализе, повышают устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, и количество мартенсита при определенной скорости охлаждения (в данном случае при 1 °C/с).

Увеличение содержания Cr, Mn, Ni, Mo, W приводит к уменьшению величины коэффициента k , отвечающего за наклон зависимости твердости стали от скорости охлаждения. Это связано с тем, что данные элементы увеличивают диапазон скоростей охлаждения, при которых образуется мартенсит, вследствие чего твердость в зависимости от скорости охлаждения изменяется слабее. Кремний и углерод, напротив, повышают значение коэффициента k и, следовательно, наклон зависимости твердости от скорости охлаждения, что, вероятно, объясняется влиянием данных элементов на твердость α -фазы (мартенсита и бейнита).

Таким образом, зная химический состав стали и используя уравнения (1)–(3), возможно определить с технически допустимой точностью твердость стали после охлаждения с требуемой постоянной скоростью. Это позволит оценить по известным зависимостям [4] прочностные характеристики стали: предел текучести и временное сопротивление разрыву.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и β -раствора в сплавах титана : справочник термиста. М. : Металлургия, 1991. 503 с.
- 2 Atkins M. Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels. L. : British Steel Corporation, 1977. 260 p.
- 3 Влияние технологии производства на фазовые и структурные превращения кремнийсодержащей стали / М. В. Майсурадзе [и др.] // Сталь. 2017. № 1. С. 52–58.
- 4 Технология термической обработки стали : пер. с нем. / под ред. М. Л. Бернштейна. М. : Металлургия, 1981. 607 с.